

Nb 0.1 7440-03-1
Ti 0.1 7440-32-6

- IT 12173-93-2P, **Martensite**, preparation
12244-31-4P, **Austenite**, preparation
(phase; manuf. of hot dip-galvanized high-tensile steel sheets
with good workability)
- RN 12173-93-2 HCA
CN Martensite (8CI, 9CI) (CA INDEX NAME)
*** STRUCTURE DIAGRAM IS NOT AVAILABLE ***
- RN 12244-31-4 HCA
CN Austenite (8CI, 9CI) (CA INDEX NAME)
*** STRUCTURE DIAGRAM IS NOT AVAILABLE ***
- IC ICM C22C038-00
ICS C21D008-02; C22C038-14; C22C038-58; C23C002-06; C23C002-28
- CC 55-6 (Ferrous Metals and Alloys)
- IT 64549-57-1, processes 85804-68-8, processes
86327-51-7, processes 117916-57-1, processes
148502-26-5, processes 234440-16-5, processes
250691-30-6, processes 282524-35-0, processes
282524-45-2, processes 286373-77-1, processes
286373-78-2, processes 286373-79-3, processes
286373-80-6, processes 286373-81-7
(manuf. of hot dip-galvanized high-tensile steel sheets with good
workability)
- IT 12173-93-2P, **Martensite**, preparation
12244-31-4P, **Austenite**, preparation 12427-24-6P,
Ferrite (ferrous metal component)
(phase; manuf. of hot dip-galvanized high-tensile steel sheets
with good workability)
- L58 ANSWER (5) OF 15 HCA COPYRIGHT 2002 ACS
132:52948 High-strength steel sheets having high impact resistance and
deformation resistance after press forming, and their preparation.
Omiya, Yoshinobu; Tamura, Takaaki (Kobe Steel, Ltd., Japan). Jpn.
Kokai Tokkyo Koho JP 11350064 A2 19991221 Heisei, 6 pp. (Japanese).
CODEN: JKXXAF. APPLICATION: JP 1998-158902 19980608.
- AB The steel sheets contain C 0.05-0.25, Si
.ltoreq.2.0, Mn 1.0-4.0, P .ltoreq.0.100, S .ltoreq.0.030, and Al
0.010-0.150 wt.%, and have **triple-phase**
structure (**ferrite + martensite + 1-5% of**
residual austenite), yield ratio .ltoreq.0.50, and bake
hardening amt. .gtoreq.50 N/mm². The steel sheets may further
contain Cr .ltoreq.2.0, B .ltoreq.0.0030, and/or Mo .ltoreq.1.0
wt.%. Steel sheets of the comps. are cooled from (**ferrite**
/austenite) dual-phase region to .ltoreq.Ms point for
martensitic transformation of the most part of the **austenite**
(by leaving 1-5% of **austenite**), and then retained at
100-200.degree. for .ltoreq.10s, and cooled to give the title
sheets. The sheets are suitable for automobile bodies.
- IT 62276-81-7, processes 146595-46-2, processes
252765-44-9, processes

(prepn. of high-strength steel sheets having **ferrite/martensite/austenite three phase** structure and high impact resistance)

RN 62276-81-7 HCA

CN Steel, Fe 98,Mn 1.1,Si 0.4,C 0.1 (9CI) (CA INDEX NAME)

Component	Component Percent	Component Registry Number
Fe	98	7439-89-6
Mn	1.1	7439-96-5
Si	0.4	7440-21-3
C	0.1	7440-44-0

RN 146595-46-2 HCA

CN Steel, Fe 98,Mn 2.1,C 0.1 (9CI) (CA INDEX NAME)

Component	Component Percent	Component Registry Number
Fe	98	7439-89-6
Mn	2.1	7439-96-5
C	0.1	7440-44-0

RN 252765-44-9 HCA

CN Steel, Fe 97,Mn 1.3,Si 1.1,Al 0.1,C 0.1,Mo 0.1 (9CI) (CA INDEX NAME)

Component	Component Percent	Component Registry Number
Fe	97	7439-89-6
Mn	1.3	7439-96-5
Si	1.1	7440-21-3
Al	0.1	7429-90-5
C	0.1	7440-44-0
Mo	0.1	7439-98-7

IT 12244-31-4P, **Austenite**, preparation

(steel phase component; prepn. of high-strength steel sheets having **ferrite/martensite/austenite three phase** structure and high impact resistance)

RN 12244-31-4 HCA

CN Austenite (8CI, 9CI) (CA INDEX NAME)

*** STRUCTURE DIAGRAM IS NOT AVAILABLE ***

IT 12173-93-2P, **Martensite**, preparation

(steel phase component; prepn. of high-strength steel sheets having **ferrite/martensite/austenite three phase** structure and high impact resistance)

RN 12173-93-2 HCA

CN Martensite (8CI, 9CI) (CA INDEX NAME)
*** STRUCTURE DIAGRAM IS NOT AVAILABLE ***
IC ICM C22C038-00
ICS C21D009-46; C22C038-06; C22C038-32
CC 55-11 (Ferrous Metals and Alloys)
ST **ferrite martensite austenite** steel
impact resistance; automobile body steel **ferrite
martensite austenite**; press forming steel impact
resistance
IT Automobiles
(bodies; prepn. of high-strength steel sheets having
ferrite/martensite/austenite
three phase structure and high impact
resistance)
IT Metalworking
(press forming; prepn. of high-strength steel sheets having
ferrite/martensite/austenite
three phase structure and high impact
resistance)
IT 7440-42-8, Boron, uses
(microalloy; prepn. of high-strength steel sheets having
ferrite/martensite/austenite
three phase structure and high impact
resistance)
IT 62276-81-7, processes 146505-09-1 146595-46-2,
processes 252765-44-9, processes 252765-45-0, processes
(prepn. of high-strength steel sheets having **ferrite/
martensite/austenite three
phase** structure and high impact resistance)
IT 252765-46-1 252765-47-2
(prepn. of high-strength steel sheets having **ferrite/
martensite/austenite three
phase** structure and high impact resistance)
IT 12244-31-4P, Austenite, preparation
(steel phase component; prepn. of high-strength steel sheets
having **ferrite/martensite/austenite**
three phase structure and high impact
resistance)
IT 12173-93-2P, Martensite, preparation
(steel phase component; prepn. of high-strength steel sheets
having **ferrite/martensite/austenite**
three phase structure and high impact
resistance)
IT 12427-24-6, Ferrite (ferrous metal component)
(steel phase component; prepn. of high-strength steel sheets
having **ferrite/martensite/austenite**
three phase structure and high impact
resistance)

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平11-350064

(43)公開日 平成11年(1999)12月21日

(51)IntCl.⁹

識別記号

FI

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C 38/00

3 0 1 A

C 2 1 D 9/46

C 2 1 D 9/46

F

C 2 2 C 38/06

C 2 2 C 38/06

38/32

38/32

審査請求 未請求 請求項の数4 OL (全 6 頁)

(21)出願番号 特願平10-158902

(22)出願日 平成10年(1998)6月8日

(71)出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

(72)発明者 大宮 良信

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神

戸製鋼所加古川製鉄所内

(72)発明者 田村 享昭

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神

戸製鋼所加古川製鉄所内

(74)代理人 弁理士 本田 ▲重▼雄

(54)【発明の名称】 形状凍結性と耐衝撃特性に優れる高強度鋼板及びその製造方法

(57)【要約】

【課題】 プレス加工性および衝撃エネルギー吸収特性に優れ、しかもプレス加工時における形状凍結性に優れた高強度鋼板、その製造方法を提供する。

【解決手段】 本発明の高強度鋼板は、mass%で、C: 0.05~0.25%、Si: 2.0%以下、Mn: 1.0~4.0%、P: 0.100%以下、S: 0.030%以下、Al: 0.010~0.150%およびFeを主成分とし、鋼組織がフェライト+マルテンサイト+1~5%の残留オーステナイトの3相よりなり、降伏比が0.50以下で、かつ焼付硬化量が50N/mm²以上とされたものである。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 mass%で、C : 0.05~0.25%、Si : 2.0%以下、Mn : 1.0~4.0%、P : 0.100%以下、S : 0.030%以下、Al : 0.010~0.150%およびFeを主成分とし、鋼組織がフェライト+マルテンサイト+1~5%の残留オーステナイトの3相よりなり、降伏比が0.50以下で、かつ焼付硬化量が50N/mm²以上である形状凍結性と耐衝撃特性に優れた高強度鋼板。

【請求項2】 請求項1に記載の成分のほか、さらにCr : 2.0%以下、B : 0.0030%以下の元素のうち、1種以上を含む請求項1に記載した形状凍結性と耐衝撃特性に優れた高強度鋼板。

【請求項3】 請求項1又は2に記載の成分のほか、さらにMo : 1.0%以下を含有する請求項1又は2に記載した形状凍結性と耐衝撃特性に優れた高強度鋼板。

【請求項4】 請求項1~3のいずれか1項に記載の成分を有する鋼板をフェライト+オーステナイトの2相域からMs点以下の温度まで冷却してオーステナイトが1~5%残留するようにオーステナイトの大部分をマルテンサイト変態させた後、100~200℃の温度域で10sec以上10min以下保持した後、冷却する形状凍結性と耐衝撃特性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明が属する技術分野】本発明は引張強度が440~980N/mm²級の鋼板に係り、特に降伏比が低く、焼付硬化性(BH性)を有し、形状凍結性と耐衝撃特性に優れた高強度鋼板に関する。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車には衝突時の乗員保護の観点からエアバッグなどの安全装置が装備されるようになったが、ボディ構造においても衝突のエネルギーを吸収できるような構造が採用されつつある。衝撃エネルギー吸収特性に関して、素材の面からも盛んに研究開発が行われ、自動車用鋼板では主として組織面からのアプローチが試みられている。

【0003】一方、二酸化炭素の排出抑制による地球環境保護の観点から、自動車ボディの軽量化の要求は根強く、鋼板素材の高強度化による薄肉化が現在も指向されている。

【0004】こうした状況から、例えば特開平8-176723号公報に開示されているように、自動車の構造部材や補強部材を中心として、衝突時のエネルギー吸収特性に優れた引張強度440~980N/mm²クラスの高強度鋼板が開発されている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】前記公報に開示の技術は、鋼板の成分、組織を規定し、一定量のマルテンサイト組織と、固溶Cを一定量以下に抑制したフェライト組

織からなる複合組織鋼板とすることで、耐衝撃特性を改善したものである。

【0006】しかし、この発明は衝突のような高歪速度下における耐衝撃特性やプレス成形性には優れているものの、プレス成形用鋼板を高強度化する際に問題となる形状凍結性の問題、すなわちプレス成形後にスプリングバックによって成形形状が変化してしまう問題に対して、十分な考慮が払われていない。

【0007】

【課題を解決するための手段】発明者らは、自動車の構造部材用鋼板素材としての高強度鋼板の最適な組織を明確にするため、種々の組織を有する薄鋼板について、プレス加工性としての延性および高歪み速度領域での衝撃エネルギー吸収特性を検討した結果、鋼組織としてフェライト+マルテンサイト+微量の残留オーステナイトの3相よりなる鋼組織が伸び特性、衝撃エネルギー吸収特性に優れていること、加えて広い強度レベルで適用可能であることを知見した。

【0008】さらに、鋼板素材の高強度化を阻害する一因となっているプレス加工後の形状凍結性を考えると、比較的多量の残留オーステナイトを含むフェライト+ベイナイトの2相鋼板では降伏比が高くなり、また従来からあるフェライト+マルテンサイトの複合組織鋼板は他の組織を有する鋼板と基本的に形状凍結性の程度に変わりはないが、本発明では同2相複合組織としながらもマルテンサイトの硬度を調整することで、従来よりもさらに低い降伏比を達成し、低い応力で塑性変形を進行させることで形状凍結性を向上させることに成功した。

【0009】もともと、鋼板の降伏比を低く設定した場合、降伏応力が低くなるため、降伏応力が影響する問題、特に部材の剛性確保の問題すなわち加工度の低い部分において十分な加工硬化が生じず、その部分の剛性が低下するという問題がある。発明者らはこの問題に対して、加工後の焼付塗装時の熱処理による強度上昇、すなわち焼付硬化量を一定以上の水準に限定することで十分補うことができることを見出した。

【0010】本発明は上記検討、知見の基に、プレス加工性、衝撃エネルギー吸収特性、形状凍結性という構造部材が要求される諸特性を満足する高強度鋼板およびその製造方法を完成したものである。すなわち、本発明の高強度鋼板は、mass%で、C : 0.05~0.25%、Si : 2.0%以下、Mn : 1.0~4.0%、P : 0.100%以下、S : 0.030%以下、Al : 0.010~0.150%およびFeを主成分とし、鋼組織がフェライト+マルテンサイト+1~5%の残留オーステナイトの3相よりなり、降伏比が0.50以下で、かつ焼付硬化量が50N/mm²以上とされたものである。

【0011】以下、本発明について詳細に説明する。まず、本発明の鋼板組織について説明する。本発明では鋼

板の組織をフェライト+マルテンサイト+微量の残留オーステナイトの3相よりなる複合組織とする。フェライトは延性を向上させ、加工性を得るために必要であり、一方高歪み速度での転移の移動は硬質なマルテンサイト相によって妨げられると考えられ、ベイナイトなどの軟質な変態相の組織強化鋼に比べてエネルギー吸収特性に優れる。また、マルテンサイトはその硬度を調整することで、本発明の目指す低降伏比化達成に極めて有利な組織である。一方、微量の残留オーステナイトは低降伏比化にほとんど影響を及ぼさないだけでなく、変形を受けた際のTRIP(変形誘起塑性)効果で延性の向上に寄与する。残留オーステナイトの量は1~5%が望ましい。1%未満では延性向上作用が過少であり、一方5%を超えると成分元素の多量添加によるコストの増大を招き、またマルテンサイト量の減少により衝撃エネルギーの吸収特性の劣化や強度の低下を招くようになる。なお、主強化機構として組織強化以外の他の強化機構(例えば析出強化、固溶強化)を利用した鋼板では、延性に代表される加工性が劣ったり、高々490N/mm²程度の強度レベルまでしか適用が困難である等の理由で本発明の鋼板組織としては不相当である。

【0012】本発明鋼板の降伏比は0.50以下、望ましくは0.45以下とする。降伏比が0.50を超えると、440~980N/mm²級の強度レベルの鋼板では、スプリングバックにより、プレス加工後の成形形状が変化して形状凍結性に劣るようになるからである。

【0013】本発明鋼板の焼付硬化量(BH量)は50N/mm²以上、望ましくは80N/mm²以上とする。50N/mm²未満では、降伏比を0.50以下とした場合、低加工度の部位の剛性が不足し、結局、構造部材の全体としての剛性が確保できないようになるためである。

【0014】次に本発明鋼板の鋼成分(単位mass%)の限定理由について説明する。

C: 0.05~0.25%

Cは鋼の強度に大きく作用し、マルテンサイトのような低温変態生成物を得るために必須である。0.05%未満では440N/mm²級以上の高強度を得ることが困難であるため、下限を0.05%とする。一方、0.25%を越えて添加すると溶接性の低下を招くので、上限を0.25%とする。

【0015】Si: 2.0%以下

Siは延性を劣化させることなく容易に高強度化を行う作用を有するが、2.0%を超えて多量に添加されると化成処理性に悪影響を及ぼすため、2.0%以下に止める。

【0016】Mn: 1.0~4.0%

Mnはオーステナイトを安定化する元素で、微量の残留オーステナイトを組織中に生成させるのに不可欠であり、またオーステナイト中の固溶C量を変化させ、冷却

過程で生成するマルテンサイトのような低温変態生成物の特性に大きな影響を及ぼし、マルテンサイトの生成のためにも必要である。加工性の非常に優れた高強度鋼板としての特性を得るためには少なくとも1.0%の添加が必要である。しかし、4.0%を超えると溶裂が困難になるばかりでなく、スポット溶接性に悪影響を及ぼし、強度低下を招くため、4.0%を上限とする。

【0017】P: 0.100%以下

Pは耐食性の改善に有効であるが、P: 0.100%超では、加工性が劣化するようになる。このため、0.100%以下に止める。

【0018】S: 0.030%以下

Sは不純物元素であり、伸びフランジ性を劣化させるので、その上限を0.030%とする。

【0019】Al: 0.010~0.150%

Alは脱酸のために添加する。0.010%未満ではその作用が過少であり、一方0.150%を超えると加工性が劣化するようになる。このため、下限を0.010%、上限を0.150%とする。

【0020】本発明の鋼板は、以上の基本成分およびFeを主成分とするものである。主成分とは、不可避の不純物の含有および上記基本成分の作用を損なうことなく、むしろこれらの作用を向上させ、あるいは機械的、化学的特性を改善することができる元素の含有を妨げない趣旨であり、例えば下記のCr、B、Mo、Ti、Nb、Cuのうちから1種以上の元素を含有することができる。すなわち、下記(1)~(4)の成分とすることができる。

(1) 基本成分にさらに下記Cr、Bの1種以上を含有するもの

(2) 基本成分あるいは上記(1)の成分にさらに下記Moを含有するもの

(3) 基本成分、上記(1)の成分あるいは上記(2)の成分にさらに下記Ti、Nbの1種以上を含有するもの

(4) 基本成分、上記(1)の成分、上記(2)の成分あるいは上記(3)の成分にさらに下記Cuを含有するもの

【0021】Cr: 2.0%以下、B: 0.0030%
Cr、Bはマルテンサイトの生成を促進する作用を有する。しかし、Cr: 2.0%超、B: 0.0030%超では、フェライト量が過少になり、加工性が劣化するようになる。

【0022】Mo: 1.0%以下

Moは耐遅れ破壊性に有効であるが、1.0%を超えると加工性が劣化するようになる。

【0023】Ti、Nb: 各々0.100%以下

Ti、Nbは鋼の析出強化に有効であり、ともに0.100%を超えると加工性および形状凍結性が劣化するようになる。

【0024】Cu: 1.0%以下

Cuは耐食性の改善に有効であるが、Cu: 1.0%超

では、加工性が劣化するようになる。なお、Cuを添加する場合は表面性状の改善のためNiを1.0%以下添加することが好ましい。

【0025】次に製造方法について説明する。本発明鋼板は前記成分組成を有する鋼を常法に従って転炉や電気炉で溶製した後、下記の条件に従い、熱間圧延により、あるいはさらに冷間圧延により製造することができる。

【0026】熱延鋼板の場合、スラブ加熱温度、仕上温度、巻取温度は常法に従えばよいが、仕上圧延終了後、巻取りまでの冷却過程において、熱延後の鋼板をフェライト+オーステナイトの2相域からMs点以下の温度まで冷却してオーステナイトが1~5%残留するようにオーステナイトの大部分をマルテンサイト変態させた後、100~200℃の温度域で10sec以上10min以下保持した後冷却する。また、冷延鋼板の場合は、冷延後に再結晶焼鈍をした後、連続焼鈍炉において焼鈍後の鋼板に対して上記温度保持処理を行えばよい。オーステナイトの一部をマルテンサイトとともに残留させるには、成分を調整することが簡便である。すなわち、オーステナイトの安定性を高めるC、Mn、Bの含有量を高めるほど残留オーステナイト量が増加するようになり、これらの元素の含有量を調整することで所期の3相組織が得られる。また、冷却速度に関しても速いほどオーステナイトが残留しやすくなる。

【0027】前記フェライト+オーステナイトの2相域からMs点以下の温度までの冷却は、一般的には水焼き入れによって行えばよいが、焼入性向上元素を多く含有する場合は、必ずしも水焼き入れにより急冷する必要はなく、20℃/sec以上、望ましくは100℃/sec以上の冷却速度でMs点以下の温度まで冷却すればよい。もっとも、この場合は成分コストの増大が避けられないので、鋼成分としてはできる限り低成分とし、水焼き入れを行うのがコスト面では有利であり、生産効率もよい。

【0028】マルテンサイト変態が完了した後、100~200℃、好ましくは100~150℃の温度域で10sec以上保持することにより、組織をフェライト+マルテンサイト+微量の残留オーステナイトの3相としつつ、鋼中の固溶C量、マルテンサイト硬度が調整され、これによって優れた加工性が得られ、また所定の降伏比、焼付硬化量を得られる。すなわち、かかる熱処理を行わない場合、あるいは100℃未満での保持、あるいは

は100~200℃で保持しても保持時間が10sec未満では、炭化物の析出がほとんど起こらず、鋼板の加工性が著しく劣化する。一方、200℃超の温度での保持、あるいは100~200℃の温度下でも10min以上で保持すると、残留オーステナイトが分解して加工性が劣化する。また、炭化物の析出が過度に生じて、鋼中の固溶Cが過少となり、必要な焼付硬化量の確保が困難になる。また、マルテンサイトも過度に軟化され、降伏比が上昇するようになる。さらに、強度が高い場合には耐遅れ破壊特性に対しても悪影響が及ぶようになる。100~200℃の温度域での保持は、例えば水焼き入れを行った場合のように、100℃未満の温度に冷却してマルテンサイト変態を完了させた場合は再加熱して当該温度域まで昇温する必要があるが、100℃超の温度でマルテンサイト変態を完了させた場合は再加熱することなく、その後の冷却過程において当該温度保持処理を行えばよい。

【0029】なお、冷延鋼板の場合、焼鈍以降に必要な応じて調質圧延などを行ってもよいが、過度の歪を付加すると、降伏比の上昇を招来するので、所定の降伏比を超えないように注意することが必要である。

【0030】本発明鋼板の製造方法は熱延鋼板、冷延鋼板の製造のみならず、溶融亜鉛めっき鋼板や合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造にも適用することができる。溶融亜鉛めっき鋼板の場合は亜鉛浴への浸漬後の冷却過程で溶融亜鉛めっきされた鋼板に対して上記温度保持処理を行えばよく、また合金化溶融亜鉛めっき鋼板の場合は合金化処理後の冷却過程でめっき処理された鋼板に対して同様の温度保持処理を行えばよい。

【0031】

【実施例】表1に示す化学成分の鋼を溶製し、スラブとした。このスラブを常法にて熱間圧延し、その後さらに冷間圧延し、板厚1.2mmの冷延鋼板を得て、連続焼鈍ラインにて表2の条件で連続焼鈍を行い、種々の590N/mm²級の鋼板を得た。得られた鋼板のミクロ組織を顕微鏡観察するとともに残留オーステナイト量をX線測定により求めた。また、圧延方向に沿って試験片を採取し、引張試験により機械的性質を調べた。これらの結果を表2に併せて示す。

【0032】

【表1】

鋼種 No.	化学成分 (mass%, 残部: 実質的にFe)							備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	その他	
A	0.06	0.05	2.14	0.002	0.005	0.028		発明例
B	0.13	1.12	1.28	0.038	0.003	0.056	Mo:0.11	"
C	0.09	1.78	1.61	0.011	0.010	0.029	Ti:0.017	"
D	0.18	0.12	0.86	0.017	0.008	0.044	Cr:0.58	比較例
E	0.09	0.36	1.09	0.026	0.011	0.031		発明例
F	0.05	0.61	2.32	0.008	0.001	0.021	Cr:0.51 B:0.0008	"

(注) 下線は本発明範囲外を示す。

【0033】

* * 【表2】

試料 No.	鋼種 No.	熱処理条件		組織		機械的性質				備考
		冷却条件	焼戻し	組織 形態	残 γ%	YP N/mm ²	TS N/mm ²	El %	YR %	
1	A	水焼入れ	140℃×4分	F+M+γ	4	291	599	32	0.49	発明例
2	B	水焼入れ	140℃×4分	F+M+γ	3	287	630	31	0.46	"
3	B	水焼入れ	400℃×4分	F+M	0	422	606	24	0.69	比較例
4	C	水焼入れ	120℃×4分	F+M+γ	3	249	613	34	0.41	発明例
5	C	100℃/sで 450℃まで 冷却	そのまま 450℃で 4分保持	F+M+γ	9	425	631	38	0.67	比較例
6	D	30℃/sで 180℃まで 冷却	そのまま 180℃で 4分保持	F+B	0	476	627	28	0.76	"
7	E	水焼入れ	230℃×3分	F+M	0	377	615	27	0.61	"
8		400℃/sで 120℃まで 冷却	そのまま 120℃で 3分保持	F+M+γ	2	297	629	31	0.47	発明例

(注) 下線は本発明範囲外を示す。

F: フェライト, M: マルテンサイト, B: バイナイト, γ: 残留オーステナイト

【0034】また、形状凍結性を調べるため、得られた鋼板より圧延方向に幅40mmの鋼帯を採取し、図1に示すように、ハット形の絞り曲げ試験部材(寸法単位mm)をプレス成形し、離型後、縦壁部に生じた反りの曲率半径ρを測定した。

【0035】また、動的エネルギー吸収特性を調べるため、図2に示す衝撃圧壊試験部材(寸法単位mm)を製作し、動的(衝撃)吸収エネルギーを測定した。前記試験部材は、横断面がハット形の本体21を曲げ加工により製作後、開口部に同材質の平板22を付設し、本体21のフランジ部において50mmピッチでスポット溶接を行うとともに側縁をTIG溶接し、さらに軸方向の両端に端板23、23をTIG溶接したものである。この試験部材を用いて、衝突時の速度が50km/hrとなるように200kgの落錘を部材軸方向に落下させ、変形量が150mmまでの吸収エネルギーを動的吸収エネルギーとして※

※測定した。一方、静的吸収エネルギーを調べるため、前記試験部材を引張試験機によって1.0mm/secの速度で圧縮し、上記の場合と同様に150mmまでの吸収エネルギーを静的吸収エネルギーとして求めた。

【0036】また、鋼板より圧延方向に沿って試験片を採取し、この試験片に2%の引張歪を付与した後、焼付処理(処理条件: 170℃×20min 保持)を施して焼付硬化量(BH量)を調べた。また、軽加工を施した場合の構造体としての剛性面での問題の有無を調べるため、前記試験片に2%の引張歪を付与し、焼付処理(処理条件: 170℃×20min 保持)後の降伏応力そのものを測定し、この値によって評価した。これらの試験結果を表3に併せて示す。

【0037】

【表3】

試料 No	形状凍結性	吸収エネルギー(kJ)			BH量 N/mm ²	2%歪付与 焼付後Y P N/mm ²	備 考
	曲率半径 ρ (mm)	静的	動的	静動比			
1	1000超	4.7	9.0	1.91	97	529	発明例
2	1000超	5.0	9.2	1.84	112	541	"
3	400	5.7	8.0	1.40	47	484	比較例
4	1000超	4.8	9.4	1.96	106	534	発明例
5	450	5.8	9.1	1.63	65	552	比較例
6	380	6.5	7.9	1.22	52	495	"
7	480	5.5	7.7	1.40	78	528	"
8	1000超	4.8	9.3	1.94	89	521	発明例

【0038】表2および表3より、マイクロ組織、特性値、成分が本発明範囲内の発明例(試料No. 1, 2, 4, 8)は、30%以上の高い伸び(E1)特性と0.50未満の低降伏比(YR)を実現しており、形状凍結性、衝撃エネルギー吸収特性ともに、本発明条件のいずれかを満足していない比較例に比べて優れた特性を有していることがわかる。また、焼付硬化量も十分高く、軽加工後の焼付処理によって十分な降伏強度が得られており、構造部材用鋼板として剛性面でも何ら問題がないことがわかる。

【0039】

【発明の効果】本発明の高強度鋼板によれば、所定の成分、微量の残留オーステナイトを有するフェライト、マルテンサイトの3相組織とするとともに降伏比を0.50以下の格段に低い値に規定したので、引張強度が44*

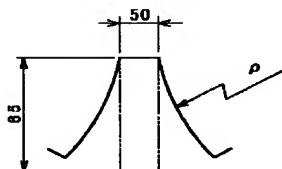
* 0~980 N/mm² 級の高強度を実現しつつ、延性に優れてプレス加工性が良好であり、衝突時の高歪み速度下における優れた衝撃エネルギー吸収特性とプレス加工時における優れた形状凍結性を兼備することができる。さらに、焼付硬化量を50にN/mm²以上と規定したので、低歪み速度域でのプレス加工に対しても加工部位の剛性を確保することができる。また、本発明の製造方法によれば、鋼板の種類を問わず、形状凍結性と耐衝撃特性、さらには軽加工部位において優れた剛性を有する、引張強度が440~980 N/mm² 級の高強度鋼板が容易に製造することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】形状凍結性の試験要領を示す説明図である。

【図2】実施例で使用した衝撃圧壊試験部材の斜視図を示す。

【図1】



【図2】

